

разца интенсивно протекают процессы переноса кремния из ферросилиция в чугун и железа – из чугуна в ферросилиций. В результате этого уменьшается количество фазы кремния, которая, обогащаясь железом, переходит в лебоит. Таким образом, в начальном периоде плавления в поверхностном слое образца большая часть тугоплавкой фазы кремния с температурой плавления 1410 °С в результате массообменных процессов переходит в легкоплавкий лебоит с температурой плавления 1207 °С, что способствует повышению скорости плавления ферросилиция в жидком чугуне. В дальнейшем, в результате идущих параллельно с плавлением диффузионных процессов обогащения лебоита железом и перехода из него кремния в чугун, из лебоита образуется тугоплавкая фаза FeSi (ϵ) с температурой плавления 1410 °С и плавление ферросилиция в жидком чугуне замедляется, резко уменьшается интенсивность массообмена и сплав фактически перестаёт выполнять функцию модификатора. Таким образом, изменяющийся во времени в результате массообменных процессов фазовый состав плавящегося слоя в значительной мере изменяет температуру и скорость плавления ферросилиция.

В целом экспериментально установлено, что с повышением температуры жидкого чугуна с 1350 °С до 1450 °С массовая скорость растворения ферросилиция увеличивается в 2 раза. Но с повышением температуры чугуна снижается эффективность модифицирования, что следует учитывать при разработке технологий модифицирующей обработки, применяя легкоплавкие модификаторы и создавая условия для их быстрого растворения.

УДК 669.131.7:593.216

В. Б. Бубликов

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины

ПОВЫШЕНИЕ ЭФФЕКТИВНОСТИ ГРАФИТИЗИРУЮЩЕГО МОДИФИЦИРОВАНИЯ ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

К прогрессивным литейным материалам современного машиностроения относится высокопрочный чугун с шаровидным графитом, применение которого позволяет снизить затраты на получение готовых изделий и повысить их потребительские свойства. Для получения чугуна с шаровидным графитом расплав

модифицируют магнием или магниевыми лигатурами. В результате сфероидизирующего модифицирования магнием кристаллизация эвтектики «аустенит-шаровидный графит» происходит в условиях значительного ($15-30^{\circ}\text{C}$) переохлаждения расплава чугуна по отношению к температуре кристаллизации эвтектики «аустенит-пластинчатый графит». При столь высоком переохлаждении велика вероятность перехода к метастабильному механизму кристаллизации с образованием в структуре цементитной фазы, которая негативно влияет на усадку, пластичность, ударную вязкость, обрабатываемость резанием и др. свойства отливок из высокопрочного чугуна. Для разложения цементитной фазы отливки подвергают энергоёмкому графитизирующему отжигу. С целью предотвращения образования в структуре отливок из высокопрочного чугуна первичного и эвтектического цементита проводится графитизирующее модифицирование.

В связи с более высокой склонностью высокопрочного чугуна к образованию цементитной фазы (отбела) требуется и более эффективное по сравнению с серым чугуном графитизирующее модифицирование. Эффект ковшового графитизирующего модифицирования быстро исчезает. Считается, что через 5 минут эффект модифицирования ослабевает в 2 раза.

Повышению эффективности модифицирования способствует сокращение временного интервала между модифицирующей обработкой и кристаллизацией, а также ускоренное затвердевание модифицированного расплава. Наиболее целесообразно модифицирующую обработку расплава проводить в процессе заливки литейных форм. Как альтернатива ковшовым разработаны более эффективные поздние методы модифицирования в струе, в заливочной чаше, в литниковой системе.

В настоящее время создание более эффективных модификаторов и методов модифицирующей обработки расплава в предкристаллизационном периоде является главным направлением усовершенствования технологий высокопрочного чугуна, повышения свойств отливок и снижения производственных затрат. Эффективное модифицирование улучшает технико-экономические показатели качества литых изделий.

Для отливок с толщиной стенок $5...15$ мм, что соответствует скоростям охлаждения $V_{охл} = 4,3...0,87^{\circ}\text{C}/\text{с}$, экспериментально установлено, что по сравнению с графитизирующим ковшовым модифицированием в результате графитизирующего внутриформенного модифицирования инокулирующее действие

ферросилиция ФС75 по увеличению числа центров кристаллизации шаровидного графита повышается более чем в 2 раза, а FeSiBa в 2,8 раза.

Применение модификаторов со щелочноземельными элементами для графитизирующего внутриформенного модифицирования позволяет значительно увеличить количество включений шаровидного графита в структуре и повысить степень их сфероидизации с 85-87% до 90-95%. Малорастворимые в железе щелочноземельные элементы эффективно очищают границы зёрен, что способствует интенсификации диффузионных процессов при распаде аустенита и повышению пластических свойств высокопрочного чугуна. Более чем трехкратное увеличение числа центров кристаллизации шаровидного графита способствует предотвращению образования структурно-свободного цементита, диспергирует структуру, уменьшает межкристаллитную ликвацию, сокращает пути диффузии углерода из аустенита к графитным включениям, что увеличивает степень ферритизации металлической основы и повышает показатели пластичности и ударной вязкости.

Результаты исследований позволяют рекомендовать после ковшового сфероидизирующего модифицирования магниевой лигатурой обязательно проводить графитизирующее внутриформенное модифицирование, обеспечивающее повышение большинства технико-экономических показателей качества отливок из высокопрочного чугуна.

УДК 669.131.7

**В. Б. Бубликов, А. А. Ясинский, С. Н. Медведь, Н. П. Моисеева,
Т. В. Зеленская**

Физико-технологический институт металлов и сплавов НАН Украины, Киев

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ МЕДЬЮ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНОГО ЧУГУНА

Влияние легирования медью на структуру и механические свойства высокопрочного чугуна исследовали в условиях внутриформенного и ковшового методов модифицирования на образцах, изготовленных из стандартных клиновидных проб толщиной у основания 25 мм. Химический состав клиновидных проб из нелегированного высокопрочного чугуна находился в следующих пре-